Ag 基 β 相合金の相変態と弾性的挙動

松 尾 欣 枝*

1. はじめに

貴金属と2価金属より成る合金は、組成比が1:1付近の高温ではほとんどが β 相(bcc構造)か β_1 相(CsCl型規則格子構造)になっており、 β 相合金と呼ばれている。これらの β 相合金は熱処理の違いにより多様な相変態を示す。特にAgを基とする β 相合金は、マルテンサイト変態(以下M変態と略す)、規則-不規則変態、準安定相から安定相への変態(以下逆変態と略す)等、最も変化に富んでいる。

これらの相変態のうち、特に変位型構造相変態であるM変態については、変態機構と弾性的性質の間に密接な関係が存在することが多くの研究者により報告されている^{(1)~(5)}。また規則-不規則変態においても原子の配列の仕方により短距離間に働く原子間相互作用が著しく変化することから、弾性的性質にも当然変化がみられる。さらに逆変態においても変態前後の相の間に結晶方位関係が存在する場合には、変態にともないその方位に関係した弾性定数の値に何らかの変化が期待されるだろう。従ってこれら β 相合金における種々の相変態を弾性的挙動に主眼をおき統一的に考察することは、 β 相合金の安定性や変態の動的機構を解明するためにも意義があると思われる。

本稿ではAgを基とする2元系 β 相合金にしばり、筆者らの研究を紹介し、さらに今後の問題についても触れてみたい。なお擬2元系 β 相合金(例えばAgMg-AgZn)についても最近種々の報告がなされているが、今回は紙面の制約もあるので割愛した。この点については末尾の文献^{(6)~(10)}を参照されたい。

2. Ag 基 β 相合金の相変態

Agと2価金属より成る β 相合金の熱平衡状態図を図1に示す^{(11)†}。

* 奈良女子大学助教授；理学部物理学科
Phase Transitions and Elastic Behavior in Ag-Based β -Phase Alloy: Yoshie Matsuo (Dept. of Physics, Faculty of Science, Nara Women's Univ., Nara)
Keywords: phase transition, elastic constant, martensite, metastable phase, elastic softening, beta-phase alloys, elastic properties, silver-magnesium alloys, silver-zinc alloys, silver-cadmium alloys
1983年2月1日受理

(1) Ag-Mg 系

融点まで β_1 相が安定に存在し、低温においても相変態を示さない。なお組成比1:1の近傍に融点の極大値を持つことは β_1 相が非常に安定であることを意味している。

図1 Ag 基 β 相合金の熱平衡状態図。

(2) Ag-Zn 系

高温の β 相は徐冷すると約530 Kで部分的に規則配列をした複雑な六方構造をもった β_1' 相になり、急冷すると準安定な β_1' 相になる。この系は安定な β_1 相は存在しない。この β_1' 相はさらに冷却しても相変態を示さないが昇温すると相が変わる。 ζ 相の構造はEdmundsら⁽¹²⁾により明らかにされており $\beta_1' \rightarrow \zeta$ 変態の過程は β_1' 相中に ζ 相の核ができ、それが成長する核生成-成長過程であるといわれている。 $\beta_1' \rightarrow \zeta$ 変態に伴う種々の物理量の変化については野口の詳細な報告⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾があるのでここでは省略するが、筆者らも最近 β_1' 相の安定性について調べるためAg-Zn2元系および組成比1:1の母合金に価数の異なる種々の元素を添加した場合の $\beta_1' \rightarrow \zeta$ 変態温度 T_c を測定した。その結果図2に示すように T_c は合金の原子-電子比(e/a)で整理できることを明らかにした⁽¹⁵⁾。すなわち2元系合金においては e/a の増加と共に T_c は上昇し、添加元素を加えた系では e/a の増加

† 以下CsCl型規則格子構造の安定相を β_1 、準安定相を β_1' 、また六方稠密構造をもった相を ζ_0 とし、Ag-Zn系に存在する複雑な六方構造の相を ζ と区別する。

図2 Ag-Zn 系合金の $\beta_1' \rightarrow \zeta$ 変態温度 T_c と合金の e/a の関係。

と共に T_c は減少するという逆の傾向を示す。このような T_c の e/a 依存性はフェルミ球とブリルアン・ゾーンの相互作用で矛盾なく説明された。また AgZn に Cu または Au を数原子%添加すると ζ 相は消失し、安定相として規則-不規則変態 ($\beta \rightarrow \beta_1$) を示すが⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾、そのような現象はこの合金系に圧力を加えていった場合にも現われ、ある圧力以上では同様に $\beta \rightarrow \beta_1$ 変態を示すことが知られている⁽¹⁷⁾。このことは合金の e/a を変化させることによるフェルミ球の変化が、圧力を加えることによる変化と同じ働きをしているものと解釈できる。

(3) Ag-Cd 系

高温の β 相は約 710 K で hcp 構造をもった ζ_0 相になり、さらに 510 K で β_1 相になる。この β_1 相の存在する組成領域は非常に狭く 1 原子%にすぎない。一方 β 相を急冷すると β_1' 相になり、さらに温度を下げると M 変態を示し、逆に昇温すると約 470 K で α 相が析出し ($\alpha + \beta_1'$) 2 相に分離する。Ag-Cd 系合金の M 変態については最初 Masson と Barrett⁽¹⁸⁾ により Ag-47 原子% Cd 合金について低温 X 線回折により研究され、その構造は斜方晶であると報告された。また Masson⁽¹⁹⁾ は 44.6~49.1 原子% Cd について変態温度の組成依存性をしらべ、Cd の増加と共に変態温度 (M_s) が低下することおよび変態の温度履歴が非常に小さい、いわゆる熱弾性型であることを報告した。しかしこの系の M 変態は非常に複雑であり、構造についてもその後 Krishnan と Brown⁽²⁰⁾ は 44.2~47 原子% Cd に対し積層不整を含んだ斜方晶であると、永沢⁽²¹⁾ は組成により異なる構造をもつと報告した。また最近唯木ら⁽²²⁾ は積層位置にずれのある 2H 構造、すなわち変則 2H (M 2H) 構造であると。さらにこの合金系は応力誘起マルテンサイト変態、形状記憶効果、擬弾性効果など熱弾性型マルテンサイト変態に結びつく多くの現象を示すことが知られているが、これ

らの点については末尾の文献^{(23)~(27)}を参照して頂くことにしてここでは省略する。

以上 3 つの系の相変態を表 1 のように分類し、以下これらの相変態と弾性的挙動との関係について考える。なお表 2 は Ag を基とした β 相合金で弾性定数の測定がなされているものの一覧表である。Ag-Zn 系については村上ら⁽²⁹⁾の結果もあるが、測定温度範囲の関係から以後の議論は主として筆者らの結果を用いた。

表 1 Ag 基 β 相合金における相変態の分類。

相変態しない	AgMg (β_1)
相変態	無拡散変態 (M 変態) AgCd ($\beta_1' \rightarrow M$)
	逆変態 AgZn ($\beta_1' \rightarrow \zeta$)
	拡散変態 { 規則-不規則変態 AgZn + X ($\beta \rightarrow \beta_1$)
相分離	AgCd ($\beta_1' \rightarrow (\alpha + \beta_1')$)

表 2 弾性定数の測定がなされている合金系の一覧表。

合金系	組 成	文 献
Ag-Mg	Ag-50Mg	(28)
Ag-Zn	Ag-42Zn -45Zn -47Zn -50Zn	(29)
	Ag-46.5Zn -48.5Zn	(30)
	Ag-50Zn AgZn+1Cu +1Cd +1In	(31)
Ag-Cd	Ag-47Cd -48Cd	(32) (33)

3. 相変態機構と弾性的性質

一般に相変態と弾性的性質について考察する場合、まず最初に問題になるのは、その相が弾性的に安定か否かということである。この場合、次のような 3 つのパラメータについて考えるのが有効である。第 1 は平均ずれ弾性率 (mean shear modulus) μ と呼ばれるもので、体積不変のもとでのずれによる構造変化に対する抵抗を表わし、第 2 は体積弾性率 (bulk modulus) B と呼ばれるもので、結晶構造不変のもとでの体積変化に対する抵抗を表す。 μ および B は立方晶の場合、各々次のように定義される。

$$\mu = (C_{11} - C_{12} + 3C_{44})/5 \quad (1)$$

$$B = (C_{11} + 2C_{12})/3 \quad (2)$$

μ と B の比、 μ/B はある相が不安定になった時、その不安定化を体積変化で緩和するか、構造変化で緩和するかの目安を与える。第 3 は β 相合金が低温で不安定にな

る要因として知られている異方性因子 $A=C_{44}/C'$ である。図 3 は μ/B の温度依存性を示したものであるが、これらすべての合金系で $\mu/B < 1$ ということは相が不安定になった時、構造変化をおこしやすいことを意味している。また相変態を示さない AgMg が最も値が大きく、低温で M 変態を示す Ag-Cd 系や逆変態を示す Ag-Zn 系では $\mu/B \leq 0.4$ と値が小さい。Ag-Zn 系の逆変態はずれ変形ではないが変態に伴う体積変化は非常に小さいことが知られている⁽¹²⁾。

図 4 は、異方性因子 A の温度依存性を示したものである。AgMg が最も小さく、かつ温度依存性が小さいのに対し、Ag-Zn 系や Ag-Cd 系では値が大きく、特に Ag-Cd 系では温度の低下と共に急激に増加しており、この合金が M 変態を示す事実とよく一致している。

以上が一般的な概観であるが、AgMg のみが他の 2 つ

図 3 μ/B の温度依存性。

図 4 異方性因子 A の温度依存性。

の系と異なっており、この系が相変態を示さない理由として μ/B の値が大きく、かつ A の値が小さいことが考えられる。以下各々の相変態について具体的に考える。

(1) M 変態と弾性的性質

M 変態と弾性的挙動については、非常に多くの研究がなされており優れた解説⁽³⁴⁾もあるので、ここでは今までの議論が Ag-Cd 系の M 変態にどのような関係があるかについて考える。β 相合金の M 変態は結晶学的に Burgers 関係⁽³⁵⁾を満足する必要がある。すなわち変態過程において (110) $\bar{1}10$ 型と (112) $\bar{1}1\bar{1}$ 型の 2 つのずれ変形が生じることになる。前者は弾性定数 C' に対応し、後者は特殊モード (special mode) C_s と呼ばれるもので⁽³⁶⁾,

$$C_s = C' + (C_{44} - C') \sin^2 \theta_s / 2 \quad (3)$$

と表わされる。θ_s は C_s の波数ベクトルが [001] 方向となす角である。M 変態に前駆して C' がソフト化することは多くの合金系で知られているが、最近 C_s のソフト化についても Au-Ag-Cd⁽⁹⁾, Ni-Al⁽³⁶⁾ および Au-Cd⁽¹¹⁾⁽³⁷⁾ などの合金系で見出されている。図 5 は C' の温度依存性を示したものである。相変態を示さない AgMg 合金では C' の値は大きく、かつ全温度範囲で負の温度勾配を示すのに対し、AgZn 合金では室温以下ではほとんど一定であり昇温と共に減少する。また M 変態を示す Ag-Cd 系合金では、高温で 2 相分離するまで全温度範囲で正の温度勾配を示すいわゆるソフト化がみられる。このようにこれらの合金系の間には C' の温度依存性に明らかな違いがみられ、 C' のソフト化が M 変態にとって重要な役割をはたしていることを示している。村上ら⁽²⁹⁾

図 5 C' の温度依存性。

は貴金属と Zn より成る β 相合金, Cu-Zn, Ag-Zn および Au-Zn 系について同様の議論を行い, Cu-Zn および Au-Zn 系が M 変態を示すのに対し Ag-Zn 系が変態しない理由として M 変態を示す合金系では A の値が大きく, $dC'/dT > 0$ であることを上げ, かつ規則化エネルギーが大きい程 dC'/dT が大きく, これが相変態の違いを決定していると考えた. しかし彼らも指摘しているように AgMg は融点まで β_1 相であり, もっとも規則化エネルギーが大きいにもかかわらず dC'/dT はむしろ負である. さらに M 変態を示す合金系に限ってみても, Cu-Zn や Au-Cd⁽¹⁾⁽³⁷⁾ 系では M_s の高い組成のもの程 C' の値が小さいのに対し, Au-Zn⁽²⁹⁾⁽³⁸⁾ や Ag-Cd 系では逆に M_s の高いもの程 C' の値は大きい.

次に第 2 の変形に対応する C_s について考える. 図 6 は Ag-Cd 系合金の C_s の温度依存性を示したものである. Ag-47Cd (a) では M_s の直上 ($M_s \approx 165$ K) から C_s のソフト化が現われるのに対し, 同様に M 変態を示す Ag-48Cd (b) では M_s まで ($M_s \approx 135$ K) ソフト化はみられなかった. この点については少なくとも 2 つのことが考えられる. 1 つは M 相の構造に関するもので, 第 2 の変形が必要なのは稠密積層型マルテンサイトの形成に際してであるが, 前述のごとく Ag-Cd 系合金の M 相の構造については種々の報告がある. ただ少なくとも弾性定数の測定に用いた試料について行われた X 線回折の結果では, これらの合金の間で M 相の構造の違いはみられず, M2H 構造で説明された. もう 1 つは C_s が式 (3) で示されるように C' と C_{44} の 2 つのモードの相互作用の結果であることから, これらの値の微妙な変化に関係しており, 従って変態近傍での精密な測定が要求される点である. Ag-Cd 合金は単結晶が非常に作りにくくあまり大きな単結晶が得られないためデータが少ないことなど実験値の

図 6 Ag-Cd 系合金の C_s の温度依存性.
(a) Ag-47Cd, (b) Ag-48Cd

図 7 C_s の温度依存性.

精度に問題が残されている. 図 7 は比較のために典型的な合金系もあわせて示したものである. このスケールでは Ag-47Cd 合金のソフト化は顕著にはみられないが, Au-Cd 系では明らかなソフト化がみられる. Au-Cd 系合金の M 相の構造は Au-47.5Cd が 2H 構造であるのに対し Au-50Cd では三方晶構造であり^{(39)~(42)}, 電気抵抗の測定では, これらの合金の変態機構の間に著しい違いがみられる⁽⁴³⁾⁽⁴⁴⁾にもかかわらず C_s の温度依存性には違いは見られない.

以上より M 変態にとって C' のソフト化が重要であることは明らかであるが, C' の値と M_s の関係や C_s のソフト化と M 相の構造の関係などまだ多くの問題が残されている.

(2) 逆変態と弾性的性質

準安定相が温度の上昇と共に安定相に移っていく過程には 2 種類ある. 1 つは Ag-Zn 系での $\beta_1' \rightarrow \zeta$ 変態のように両相の間に一定の結晶方位関係があり変態が核形成 - 生長過程である場合であり, もう 1 つは Ag-Cd 系の β_1' 相に α 相が析出し 2 相分離する場合のように, 両相間にまったく方位関係がない場合である. ここでは Ag-Zn 系の $\beta_1' \rightarrow \zeta$ 変態と弾性的性質について考える. この変態は前節の M 変態のようにずれのみによる構造変態ではなく, また完全な規則 - 不規則変態でもない両者の機構が混合した複雑な変態であるが, このような変態の機構が弾性的挙動でどのように解釈できるかということとは極めて興味深い.

図 8 は $\beta_1' \rightarrow \zeta$ 変態の結晶方位関係を示したものである. β_1' 相の $[111]$ 方向が ζ 相の c 軸に対応しており, β_1' 相が 3 層周期であるのに対し ζ 相は 4 層周期をもっているが $\frac{1}{2}$ の層が空層になっている. ゆえにこの変態では原子の部分的拡散と共に図中に矢印で示したように,

図8 Ag-Zn 系合金の $\beta'_1 \rightarrow \zeta$ 変態の結晶方位関係.

図9 $C_L[111]$ の温度依存性.

β'_1 相の (111) 面が [111] 方向にシフトする必要がある。このことは変態に際し [111] 方向の縦波に対応するモード ($C_L[111]$) が最も重要な役割を果たすだろうということを示唆している。図9は $C_L[111]$ の温度依存性を示したものである。ここで Ag-46.5Zn および Ag-48.5Zn 合金に対する値は測定値ではなく、得られている弾性定数の値から計算で求めたものであり、他は実測値である。上記2種の合金においては $C_L[111]$ が変態温度 T_c 以下で直線からずれて急激に減少するのに対し、Ag-50Zn および添加元素を加えた系では T_c まで直線的に減少しており、明らかにこれらの間には変態機構に違いがみられる。この点については後でふれることにして、図9の 330 K における $C_L[111]$ の値を合金の e/a について示すと図10(a)のようになる。これを(b)の T_c と e/a との関

図10 $C_L[111]$ の 330 K における値と合金の e/a の関係 (a) と $\beta'_1 \rightarrow \zeta$ 変態温度 T_c と e/a の関係 (b).

係とあわせて考えると、2元系では e/a の増加と共に $C_L[111]$ も T_c も増加するのに対し、添加元素を加えた系では逆に e/a の増加と共に $C_L[111]$ も T_c も減少しており、 $C_L[111]$ の値の小さいものほど T_c が低く、逆変態においても弾性的性質が重要な役割を果たしていることが明らかにされた。

次に Ag-46.5Zn および Ag-48.5Zn 合金は他の合金と $C_L[111]$ の温度依存性に違いがあることを示したが、上記2つの合金はまた、 T_c 以下の温度での昇温と降温で弾性定数の値が、熱履歴を示すことが知られている⁽³⁰⁾。図11は Ag-46.5Zn 合金の C_{11} の熱履歴のようすを示したものであるが、昇降温をくり返すことにより C_{11} は徐々にハードになっていく。一方図には示さなかったが C_{44} や $C_L[110]$ の値は逆にソフトになっていく。またこのような熱履歴を示した試料を β 相の温度領域で熱処理後急冷すると再びもとの値と一致する。ところが Ag-50Zn や添加元素を加えた系では T_c 以下ではこのような熱履歴を示さず、 T_c 直上まで昇温すると同じような傾向の熱履歴を示すが、その直後に単結晶はこわれてしまう。以上のような結果から、筆者らは熱履歴現象を解釈するため、1つのモデルを考えた。すなわち、この変態において [111] 方向の面のシフトが必要なことから、 β'_1 相の温度を上昇していくと部分的な層のシフトがゆらぎとして現われ、その状態から温度を下げれば熱履歴

図 11 Ag-46.5Zn 合金の C_{11} の熱履歴現象. 図 12 Ag-46.5Zn 合金の C_{11} の 345 K における等温変化.

を示し、それ以上の温度に上げるか、その状態に長時間保持すると β 相の核ができて結晶がこわれてしまうと解釈した。詳しくは文献⁽³¹⁾を参照して頂くとして、このように考えると熱履歴を示す合金では、変態が非常にゆっくりと進むのに対し、示さない合金では変態が急激におきると解釈できる。図 12 はこのモデルの妥当性を実証するために行った実験の一部で Ag-46.5Zn の C_{11} の値の 345 K での等温変化を調べたものである。 C_{11} は徐々にハードになっていき、約 36 ks (10 h) 後エコーパターンがくずれた。どの段階で β 相の核ができたか考えるかは問題があるとしても、この合金では、変態が非常にゆるやかに進行することを示している。ただし、なぜ同じ合金系でありながら組成により熱履歴を示したり示

さなかったりするのかわ、また C_{11} と C_{44} や C_L [110] では履歴の方向が逆なのはなぜかなどの理由については現在のところ明らかではない。いずれにしても $\beta_1' \rightarrow \beta$ 変態時の熱的特性 (発熱, 吸熱) の違い⁽¹³⁾⁽¹⁵⁾や、 β 相の析出における成長の方位依存性⁽⁴⁵⁾など T_c 近傍での β 相の析出の初期段階についてより詳細に研究する必要があると思われる。

(3) 規則 - 不規則変態と弾性的性質

弾性定数は原子間の結合力和密接に関係するゆえ、規則 - 不規則変態により隣接原子対が変化すれば当然弾性定数も変化する。現在までのところ β 相合金の単結晶試料について変態温度を含む広い温度範囲に対するこの種の実験としては、McManus ら⁽⁴⁶⁾による CuZn 合金についての報告のみである。彼らによると縦波に対応する C_{11} は温度の上昇に伴い連続的にめらかに減少するのに対し、横波に対応する C_{44} や C' は規則度の減少に伴い、変態温度の直前から急激に減少することが明らかにされている。本稿の対象である Ag 基 β 相合金においては、安定相として規則 - 不規則変態を示す合金系は存在しないが、前にも述べたように AgZn に Cu または Au を数%添加することにより $\beta \rightarrow \beta_1$ 変態を示すようになる。筆者らは現在、AgZn に 4 原子%Cu を添加した合金の単結晶試料を用い、 $\beta \rightarrow \beta_1$ 変態にともなう弾性定数の変化について実験を行っている。現在まだ正確な値を報告するまでには到っていないが、CuZn 合金と同様なふるまいを示すことが明らかにされている。

2 次の弾性定数は系のエネルギーのひずみに対する 2 次微係数に対応するゆえ、規則相および不規則相での弾性定数の値を絶対零度以外挿した時の値の差は、規則状態と不規則状態でのエネルギーの差に関係する。変態の機構には直接関係はないが貴金属を含む合金系のエネルギーを理論的に求めることがむづかしい現状では、この値を正確に測定することは逆に系のエネルギー変化に対する有力な情報を提供するものと思われる。さらに本稿では省略したが、AgZn-AgMg 擬 2 元系合金ではその組成を適当に選ぶことにより、 $\beta \rightarrow \beta_1$ および $\beta_1 \rightarrow$ Heusler の 2 種の変態について同様の測定が可能であり、特に後者は第 2 隣接原子間の相互作用についての情報が得られるため、今後の問題として興味がある。

4. おわりに

本稿では Ag 基 β 相合金に限ったが、同様な議論は Cu または Au を基とする合金系についても可能であり、これらすべてを含み、さらに擬 2 元系をも含めて、貴金属を基とする β 相合金の相変態と弾性的挙動について統一的に議論する必要がある。また本稿では理論的な取り扱いについては一切ふれなかった。この点については定

性的な議論はいくつかなされているが⁽²⁹⁾⁽⁴⁶⁾⁽⁴⁷⁾、現在のところ貴金属を含む合金系に対しては、弾性定数の実験値を十分説明できる方法は未だ確立されていない。今後は前節でもふれたようにより多くの物理量を精密に測定すると共に、それらを用いて理論的な面からのアプローチが望まれる。

さらに弾性定数が相変態の近傍で顕著な温度依存性を示すことから明らかに、変態の動的機構を解明するためには2次のみならずより高次(3次)の弾性定数の測定が期待される。

終りに本稿を書くに当たり有益な議論をしていただいた東北大学金属材料研究所 岩崎 博教授に深く感謝致します。

文 献

- (1) S.Zirinsky : *Acta Met.*, **4**(1956), 164.
- (2) N.Nakanishi, Y.Murakami and S.Kachi : *Scripta Met.*, **5**(1971), 433.
- (3) W.G.Pace and G.A.Saunders : *Proc. R.Soc.*, **A 326**(1972), 521.
- (4) M.Mori, Y.Yamada and G.Shirane : *Solid St. Commun.*, **17**(1975), 127.
- (5) M.Suezawa and K.Sumino : *Scripta Met.*, **10**(1976), 789.
- (6) Y.Matsuo, S.Minamigawa and K.Katada : *Acta Met.*, **25**(1977), 1179.
- (7) Y.Matsuo, S.Minamigawa and K.Katada : *Scripta Met.*, **12**(1978), 821.
- (8) N.Nakanishi, M.Takano, H.Morimoto, S.Miura and F.Hori : *Scripta Met.*, **12**(1978), 79.
- (9) A.Nagasawa, N.Nakanishi, H.Morimoto, M.Takano, Y.Matsuo and T.Suzuki : *J.Phys.Soc. Jpn.*, **47**(1979), 535.
- (10) S.Miura, F.Hori and N.Nakanishi : *Phil.Mag.*, **A40**(1979), 611.
- (11) M.Hansen : *Constitution of Binary Alloys*, McGraw Hill, New York, (1958).
- (12) I.G.Edmunds and M.Quarashi : *Acta Cryst.*, **4**(1951), 417.
- (13) S.Noguchi : *J.Phys. Soc. Jpn.*, **17**(1962), 1844.
- (14) 野口精一郎 : *金属物理*, **7**(1962), 61.
- (15) Y.Matsuo : *Trans. JIM*, **21**(1980), 174.
- (16) M.E.Brooks and R.W.Smith : *Trans. AIME*, **242**(1968), 31.
- (17) H.Iwasaki : private communication.
- (18) D.B.Masson and C.S.Barrett : *Trans. AIME*, **212**(1958), 260.
- (19) D.B.Masson : *Trans. AIME*, **218**(1960), 94.
- (20) R.V.Krishnan and L.C.Brown : *Met. Trans.*, **4**(1973), 1017.
- (21) A.Nagasawa : *J.Phys. Soc. Jpn.*, **35**(1973), 489.
- (22) T.Tadaki, S.Hamada and K.Shimizu : *Trans. JIM*, **18**(1977), 135.
- (23) S.Miura, T.Mori and N.Nakanishi : *Scripta Met.*, **7**(1973), 697.
- (24) A.Nagasawa : *J.Phys. Soc. Jpn.*, **32**(1972), 864.
- (25) H.C.Tong and C.M.Wayman : *Scripta Met.*, **7**(1973), 215.
- (26) D.B.Masson : *Acta Met.*, **8**(1960), 71.
- (27) T.Tadaki, T.Nagaura and K.Shimizu : *Scripta Met.*, **12**(1978), 634.
- (28) Y.A.Chang, L.Himmel and J.P.Neumann : *J. Appl. Phys.*, **38**(1967), 649.
- (29) Y.Murakami and S.Kachi : *Jpn. J. Appl. Phys.*, **13**(1974), 1728.
- (30) Y.Matsuo, T.Suzuki and A.Nagasawa : *J. Phys. Soc. Jpn.*, **49**(1980), 1344.
- (31) 松尾欣枝, 高橋 薫, 永沢 耿 : *日本金属学会誌*, **47**(1983), 99.
- (32) Y.Matsuo, T.Makita, T.Suzuki and A.Nagasawa : *J.Phys. Soc. Jpn.*, **50**(1981), 1207.
- (33) M.Matsuo, T.Makita and A.Nagasawa : *Scripta Met. in press*.
- (34) N.Nakanishi : *Progress in Materials Science*, **24**(1979), 143.
- (35) W.G.Burgers : *Physica*, **1**(1934), 561.
- (36) A.Nagasawa and Y.Ueda : *J.Phys. Soc. Jpn.*, **45**(1978), 1249.
- (37) R.J.Schiltz, Jr., T.S.Preveder and J.F.Smith : *J. Appl. Phys.*, **42**(1971), 4680.
- (38) S.Vatanaya and R.F.Hehemann : *Proc. Int. Symposium on Shape Memory Effects (1975)*, Plenum Press, New York, (1976).
- (39) R.S.Toth and H.Sato : *Acta Met.*, **16**(1968), 413.
- (40) H.M.Ledbetter and C.M.Wayman : *Acta Met.*, **20**(1972), 19.
- (41) T.Tadaki and K.Shimizu : *Acta Met.*, **26**(1978), 883.
- (42) K.M.Alasafi and K.Shubert : *J.Less-Common Met.*, **55**(1977), 1.
- (43) N.Nakanishi and C.M.Wayman : *Trans. JIM*, **4**(1963), 179.
- (44) T.Suzuki, M.Takagi, A.Nagasawa and N.Nakanishi : *J.Mat. Sci.*, **16**(1981), 3013.
- (45) H.McI. Clark, E.A.Merriman and C.M.Wayman : *Acta Met.*, **17**(1969), 719.
- (46) G.M.McManus : *Phys. Rev.*, **129**(1963), 2004.
- (47) I.I.Naumov, V.YE. Panin and M.F.Zhorovkov : *Fiz. metal. metalloved.*, **48**(1979), 699.